

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **07316736 A**

(43) Date of publication of application: **05.12.95**

(51) Int. Cl

C22C 38/00
C21D 8/02
C21D 9/46
C22C 38/14

(21) Application number: **06112817**

(22) Date of filing: **26.05.94**

(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **IKENAGA NORIO
WAKITA JUNICHI
TAKAHASHI MANABU
MIZUI MASAYA
SUGI KOJI
MIYAZAKI YASUNOBU**

**(54) HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE
EXCELLENT IN UPSET BUTT WELDABILITY
AND FORMABILITY AND ITS PRODUCTION**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a 780N/mm² class high strength hot rolled steel-plate excellent in upset butt weldability and formability and suitable for the production of an automobile wheel rim.

CONSTITUTION: This high strength hot rolled steel plate having a compsn. essentially contg., by weight, 0.07 to 0.12% C, 0.1 to 0.6% Si, >2.0 to 2.5% Mn, 0.025 to

0.060% Nb and >0.10 to 0.15% Ti, having a fine-grained ferritic structure with 25μm average grain size as rolled, $\geq 780\text{N/mm}^2$ of tensile strength, product of the tensile strength TS (N/mm²) and uniform elongation U-E1 (%) is regulated to $\geq 10000\text{N/mm}^2\%$, and the method for producing the same is provided. If required, either one kind among Ca and rare earth metals may be incorporated therein. Thus, the plate thickness of a wheel rim can be reduced, and it contributes to the lightening of an automobile weight.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-316736

(43)公開日 平成7年(1995)12月5日

(51)Int.Cl.⁶
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
9/46
C 22 C 38/14

識別記号 301 W
府内整理番号 B 7217-4K
T

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数2 OL (全8頁)

(21)出願番号 特願平6-112817

(22)出願日 平成6年(1994)5月26日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 池永 則夫

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 脇田 淳一

大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分製鐵所内

(72)発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74)代理人 弁理士 大関 和夫

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 アップセットバット溶接性および成形性に優れた高強度熱延鋼板とその製造方法

(57)【要約】

【目的】 本発明は、アップセットバット溶接性および成形性に優れた自動車用ホイールリムの製造に適する780N/mm²級高強度熱延鋼板を提供する。

【構成】 重量%で、主にC:0.07~0.12%、Si:0.1~0.6%、Mn:2.0超~2.5%、Nb:0.025~0.060%、Ti:0.10超~0.15%からなり、圧延まで平均結晶粒径5μm以下の細粒フェライト組織を有し、引張強さ780N/m²以上、引張強さTS(N/mm²)と一様伸びU-E1(%)の積で10000N/mm²%以上であるアップセットバット溶接性および成形性に優れた高強度熱延鋼板とその製造方法。必要に応じてCa、REMのいずれか1種を含み得る。

【効果】 ホイールリムの板厚を減少し、自動車の軽量化に貢献する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で

C : 0. 07 ~ 0. 12 %
 Si : 0. 1 ~ 0. 6 %
 Mn : 2. 0 超~ 2. 5 %
 P : 0. 020 %以下
 S : 0. 010 %以下
 Al : 0. 004 ~ 0. 050 %
 Nb : 0. 025 ~ 0. 060 %
 Ti : 0. 10 超~ 0. 15 %

に加え、

Ca : 0. 0100 %以下 (無添加の場合を含む)

REM : 0. 050 %以下 (無添加の場合を含む)

のいずれか1種を含み、残部Feと不可避的不純物となりなり、圧延まで平均結晶粒径5 μm以下の細粒フェライト組織を有し、引張強さ780 N/mm²以上、引張強さTS (N/mm²)と一様伸びU-EI (%)の積で10000 N/mm²%以上であることを特徴とするアップセットバット溶接性および成形性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項2】 重量%で

C : 0. 07 ~ 0. 12 %
 Si : 0. 1 ~ 0. 6 %
 Mn : 2. 0 超~ 2. 5 %
 P : 0. 020 %以下
 S : 0. 010 %以下
 Al : 0. 004 ~ 0. 050 %
 Nb : 0. 025 ~ 0. 060 %
 Ti : 0. 10 超~ 0. 15 %

に加え、

Ca : 0. 0100 %以下 (無添加の場合を含む)

REM : 0. 050 %以下 (無添加の場合を含む)

のいずれか1種を含み、残部Feと不可避的不純物からなる鋼片を、1230°C以上の温度域で加熱し、熱延仕上温度をAr₃ ~ 900°Cとし、500 ~ 630°Cの温度領域で巻取ることを特徴とする圧延まで平均結晶粒径5 μm以下の細粒フェライト組織を有し、引張強さ780 N/mm²以上、引張強さTS (N/mm²)と一様伸びU-EI (%)の積で10000 N/mm²%以上であるアップセットバット溶接性および成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、アップセットバット溶接性および成形性に優れた自動車のホイールリム製造に適する780 N/mm²級高強度熱延鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の燃費向上のため、車体の軽量化が積極的に検討されており、これに伴って車体部品への

高強度鋼板の採用が種々試みられている。特に、ロードホイールなどの回転体の軽量化は燃費低減に効果的であるとされ、ホイールリムに対する高強度熱延鋼板の適用が鋭意研究されている。

【0003】鋼板製のホイールリムの主な製造工程は、短冊状の素材を円環状に成形するロールベンディング工程、円環の突き合わせ部を溶接するアップセットバット溶接工程、溶接後のロール成形工程などから成り立っている。この場合の製造上の問題は、ロール成形時に発生

する、アップセットバット溶接部の接合界面割れや熱影響部のくびれの問題、および素材部の延性不足による割れの問題である。そこで、ホイールリム用鋼板は、ロール成形に耐え得る十分な素材延性と良好なアップセットバット溶接性を備えている必要がある。

【0004】しかしながら、一般に、鋼板を高強度化すると、延性が劣化するうえ、溶接部の焼き入れ硬化や熱影響部の軟化の問題が顕著になってくる。そのため、溶接性と加工性の両立を必要とするホイールリム用高強度鋼板では、実用化されているのは、現状では析出強化型の引張強さで590 N/mm²級高強度鋼板までである。

【0005】ホイールリム用として開示された従来の素材例には、次のようなものがある。すなわち、特開昭58-199845号公報に開示された例は、素材強度を490 N/mm²級または590 N/mm²級とするため固溶強化元素を含有するとともに析出強化元素のTi, Nb, Vの1種以上を合計で0.10%以下含有するもので、溶接継手の加工性を確保するため素材強度に応じて炭素等量を高くするよう調節するものである。し

かしながら、明細書に記載されているとおり、素材TSが690 N/mm²以上ではフラッシュバット溶接部のサイドペンド伸び率を20%以上（工業的にホイールリムを生産可能な領域）にすることは困難であり、この発明の延長では780 N/mm²級のホイールリム用高強度熱延鋼板は得られない。

【0006】特開昭61-264160号公報記載の発明は、590 N/mm²級の直流バット溶接用熱延鋼板に関するもので、接合界面割れとの相関が高い溶接部の最高硬さをHV300程度以下に抑えるため、炭素等量をCe_{eq}=C+Si/24+Mn/6=0.28~0.34%に規定するとともに、強度確保のためNbとTiを合計で0.08%以下含有するものであり、780 N/mm²級のホイールリム用高強度熱延鋼板に関する技術は開示されていない。

【0007】特開平3-28346号公報記載の発明は、素材強度を490 N/mm²級以上とするための強化元素をTiとして0.10%以下含有し、必要に応じて0.10%以下のNb、0.20%以下のVの1種以上を含有するもので、さらにTiの有効化を図るために鋼中Nを0.0020%以下、鋼中Alを0.005%

未満に制御することを特徴とするものである。しかしながら、この公報の素材強度の上限は、何ら言及されていないものの、実施例から高々 690 N/mm^2 級までである。また、成分 C, P, S の上限が高いことからも、 780 N/mm^2 級を想定した高強度化に伴う延性劣化の対策がなされているとは言えないものである。

【0008】上記発明例では、母材強度が高々 690 N/mm^2 程度であって、本発明の目的とする 780 N/mm^2 までには到達していない。 780 N/mm^2 級のホイールリム用鋼板としては特願昭61-136623号で 0.15% 以下の Ti を含有する Ti 析出強化型鋼板が開示されている。しかしながら、溶接熱影響部の軟化防止が Ti のみでは不十分であり（図1, 図2）、ロール成形時のくびれや割れの問題が残されている。

【0009】また、ホイールリム用に限定しない場合の引張強さ 780 N/mm^2 級熱延鋼板としては、特開昭50-2620号公報（特公昭56-18049号）に開示された Ti-Nb 系析出強化鋼がある。同公報記載の発明では、加工性、溶接性のため低炭素鋼とし、強度は 0.040% 以下の Nb と 0.500% 以下で Ti/C = 1.5 ~ 4.0 を満足する Ti による析出強化により確保している。しかしながら、強度の大半は TiC による析出強化（Ti/C ≈ 3.0 近傍で最大）により得ているため、リム用として満足な延性が得られない。

【0010】特開昭50-150622号公報（特公昭57-47256号）で開示された引張強さ 780 N/mm^2 級の Ti 系析出強化型熱延鋼板は、圧延組織を微細なポリゴナルフェライトと 15% 以下、通常 5% 以下のベイナイト組織とすることで、高延性を得るところに特徴がある。しかしながら、特開昭50-2620号公報（特公昭56-18049号）同様、強度の大半は TiC による析出強化により得ているため、リム用として満足な延性が得られない。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】ホイールリム用鋼板は、ロール成形に耐え得る十分な素材延性と良好なアップセットバット溶接性を備えている必要がある。しかしながら、一般に、鋼板を高強度化すると、延性が劣化するうえ、溶接部の焼き入れ硬化や接合界面の割れ、熱影響部の軟化などの問題が顕著になってくる。なお、ホイールリム用鋼板は、きびしい成形においても形状を一様に保持することが要求され、素材に要求される特性としては延性の中でも一様伸びに優れていることが必要である。よって素材開発においてはこの一様伸びの向上という観点から行う必要があるが、その意味では上記従来の発明例は不十分なものといえる。そのため、溶接性と加工性の両立を必要とするホイールリム用鋼板では、引張強さで 780 N/mm^2 級以上の鋼板は実用化されていないのが現状である。

【0012】

【課題を解決するための手段】上記に鑑み、本発明者は、良好なアップセットバット溶接性と高強度、高延性が得られる鋼板について鋭意検討し、実験を重ねた結果、本発明を完成させたものである。すなわち、本発明は、延性を阻害することなく高強度化する ($T_S \times U-E_1 \geq 10000 \text{ N/mm}^2 \%$) ため、成分系を低 C、低 P、低 S 系とし、強度は Si, Mn の固溶強化元素と Nb, Ti の析出強化元素で確保するものである。この場合 Ti 量の適正な範囲 (0.10% 超) かつ Mn 量の適正な範囲 (2.0% 超) で一様伸びが良好になるという事実を知見した。また、アップセットバット溶接部のロール成形性は、まず、接合界面の割れに対しては、鋼中の Si, Mn, Al などが溶接時に酸化物を形成することが原因とされており、その原因元素の低減または酸化物の融点低下が有効であることが、従来、 590 N/mm^2 級のホイールリム用鋼板で確認されており、 780 N/mm^2 級でも有効であることを確認した。また、溶接熱影響部の熱軟化防止については、 780 N/mm^2 級でも、Nb が有効であることを確認した（図1, 図2）。

【0013】本発明は、このような知見を基になされたものであって、次の要旨とするところは下記のとおりである。

(1) 重量% で、C : 0.07 ~ 0.12%、Si : 0.1 ~ 0.6%、Mn : 2.0 超 ~ 2.5%、P : 0.020% 以下、S : 0.010% 以下、Al : 0.004 ~ 0.050%、Nb : 0.025 ~ 0.060%、Ti : 0.10 超 ~ 0.15% に加え、Ca : 0.0100% 以下（無添加の場合を含む）、REM : 0.050% 以下（無添加の場合を含む）のいずれか 1 種を含み、残部 Fe と不可避的不純物となり、圧延まで平均結晶粒径 $5 \mu\text{m}$ 以下の細粒フェライト組織を有し、引張強さ 780 N/mm^2 以上、引張強さ $T_S (\text{N/mm}^2)$ と一様伸び $U-E_1 (\%)$ の積で $10000 \text{ N/mm}^2 \%$ 以上であることを特徴とするアップセットバット溶接性および成形性に優れた高強度熱延鋼板。

【0014】(2) 重量% で、C : 0.07 ~ 0.12%、Si : 0.1 ~ 0.6%、Mn : 2.0 超 ~ 2.5%、P : 0.020% 以下、S : 0.010% 以下、Al : 0.004 ~ 0.050%、Nb : 0.025 ~ 0.060%、Ti : 0.10 超 ~ 0.15% に加え、Ca : 0.0100% 以下（無添加の場合を含む）、REM : 0.050% 以下（無添加の場合を含む）のいずれか 1 種を含み、残部 Fe と不可避的不純物からなる鋼片を、 1230°C 以上の温度域で加熱し、熱延仕上温度を $A_{r3} \sim 900^\circ\text{C}$ とし、 $500 \sim 630^\circ\text{C}$ の温度領域で巻取ることを特徴とする圧延まで平均結晶粒径 $5 \mu\text{m}$ 以下の細粒フェライト組織を有し、引張強さ $T_S (\text{N/mm}^2)$ と一様伸び $U-E_1 (\%)$ の積で $10000 \text{ N/mm}^2 \%$ 以上であ

るアップセットバット溶接性および成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【0015】

【作用】以下、本発明の構成要件について説明を行う。
本発明鋼の圧延組織は、高延性を得るために微細なフェライト単相組織となるようにすべきである。さらに、フェライト粒径は平均粒径で $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下にする必要がある。これにより、高強度と高延性を兼ね備えることができる。

【0016】次に、本発明の成分の限定理由について詳述する。Cは、鋼に所要の強度を与えるために必要な元素であって、少なくとも0.07%の添加が必要である。一方、Cを過多に添加することは、ホイールリム成形に耐えうる溶接部延性および素材延性を確保するうえで好ましくなく、本発明鋼においては、C添加量の上限を0.12%とする。

【0017】Siは、固溶強化を通して強度と延性を向上させる好ましい元素であり、また、アップセットバット溶接過程において生成する酸化物であるペネトレーターの生成を抑制するために必要不可欠であり、そのためには、少なくとも0.1%を添加する必要がある。しかし、0.6%を超えて多量に添加すると、ペネトレーターの生成を助長するため上限を0.6%とする。

【0018】Mnは、鋼の強度を高めるために必要であり、 780 N/mm^2 以上の引張強さを持つ高強度鋼板を得るためにには、2.0%を超える添加が必要である。しかし、過多に添加するときは、溶接部の硬度が高くなり、割れの原因となるとともに、第2相が層状に並びやすく、延性をも劣化させることから、添加量の上限は2.5%とする。

【0019】Pは、これを鋼中に過剰に含有されるときは、素材延性だけでなく、溶接部をも劣化させるため、含有量はできるだけ低いほうが良く0.020%以下とした。好ましくは、徹底的に低減し0.010%以下とするのが良い。Sは、伸長したMnSの量を増加させ、メタルフローに沿った割れ(フック状の割れ)の原因となるので、その含有量はできるだけ低いほうが良く0.010%以下とした。好ましくは、0.005%以下するのが良い。

【0020】Alは、鋼の脱酸のために0.004%以上の添加が必要である。しかし、過多に添加するときは、Si同様ペネトレーターの生成を助長するため上限を0.050%とした。好ましくは、0.025%以下とするのが良い。Nbは、特に本発明鋼がホイールリム用であるため、アップセットバット溶接後の熱影響部軟化防止のため必要不可欠な元素であり(図1)、そのためには、0.025%以上の添加が必要である。また、Nbは、強度確保のうえからも重要な元素であるが、0.060%を超えて添加してもその効果の向上は殆どみられず経済的でないため上限を0.060%とする。

【0021】Tiは、基本的には析出強化により鋼の強度を高めるため添加されるものであるが、 780 N/mm^2 以上の引張強さを持ち、かつ $\text{TS} \times \text{U-E} \geq 10000\text{ N/mm}^2\%$ のバランスを確保するためには0.1%超にし、かつMnを2.0%超にする必要があることがわかった。またTi量が0.15%を超えると強化効果の程度が減少するので上限を0.15%とする。

【0022】この他に、Sと結合して介在物を球状化し冷間加工性を改善する作用を有するCaまたはREMを添加することができる。このような効果を有効に得るには、Caについては0.0005%、REMについては0.005%以上の添加を必要とする。しかし、過多に添加しても、効果が飽和するのみならず、溶接部にペネトレーターを生成し、これを起点に割れが発生しやすくなるので、添加量の上限は、Caについては0.01%、REMについては0.05%とする。

【0023】次に熱延条件について詳述する。加熱温度は、圧延前段階でTiおよびNbが溶けた状態であることが必要であることから 1230°C 以上が必要である。

熱延仕上温度は、 Ar_3 変態点以上、 900°C 以下である必要がある。熱延仕上温度が、 Ar_3 変態点未満では延性が著しく低下するためあり、 900°C を超えるとベイナイト組織が混入し延性の劣化を来すためである。

【0024】巻取温度は、 500°C 以上 630°C 以下とする必要がある。 500°C 未満では、ベイナイト組織の混入を招きやすく、 630°C を超えると目的の強度が得られなくなるためである。本発明により得られた鋼帶は、そのまま黒皮として用いてもよく、また、酸洗してもよい。あるいはせん断ラインにて切板としてもよい。その際、レベルまたは調質圧延により、形状を整えたり、巻きぐせを矯正してもよい。

【0025】

【実施例】表1に示す成分を有する鋼を転炉にて溶製し連続铸造にてスラブとした後、熱延を行った。表1のうち本発明によるものは、鋼A～Lであり、鋼M～Xは比較例である。熱延条件は、鋼板特性、アップセットバット溶接性とともに、表2、表3(表2のつづき)で示す。本発明例では、いずれも、平均粒径 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下の細粒フェライト組織が得られている。

【0026】評価試験として、素材の引張試験はJIS5号試験片を用いて行った。本発明例の鋼は、いずれも、 $\text{TS} \geq 780\text{ N/mm}^2$ であり、 $\text{TS} \times \text{U-E} \geq 10000\text{ N/mm}^2\%$ となる特性を示していた。これに対し、比較例では、熱延条件として加熱温度が低いため、鋼番13では十分な析出強化が得られず強度不足となっている。鋼番14では、仕上圧延温度が低く加工組織が残ったため延性不足である。鋼番15では、仕上温度が高くベイナイトが混入したため延性不足となった。鋼番16では、巻取温度が低くベイナイトが混入し延性不足となった。鋼番17では、巻取温度が高く強度不足

となった。鋼Mの鋼番18はC量が高いため、鋼Rの鋼番23はP量が高いため、鋼Sの鋼番24はS量が高いため、いずれも延性不足となっている。また、鋼Nの鋼番19はC量が低いため、鋼Qの鋼番22はMn量が低いため、鋼Vの鋼番27はTi量が低いため、いずれも強度不足となっている。また鋼Wの鋼番28はTi量が0.1%を割るため、また鋼Xの鋼番29はMn量が2.0%を割るため、TS×U-E1の値が目標値に届かない。

【0027】また、アップセットバット溶接部の接合面割れの評価として、曲げ試験を行った。その評価結果は、接合面での割れが1mm未満のものを○印、1mm以上のものを×印で表2に示した。本発明例の鋼は、いずれも接合面での割れが1mm未満であり、極めて優れた接合面強度を有する。比較例では、鋼Oの鋼番20および鋼Pの鋼番21、鋼Sの鋼番24、鋼Tの鋼番25で接合界面に1mm以上の割れを観察した。鋼Oでは、Si量が高いためSi系酸化物が界面に残存したため*

*あり、鋼Pでは、逆にSi量が低く、Si系酸化物とMn系酸化物の共晶反応による酸化物融点の低減効果が望めず、相対的にMn系の酸化物が残存したためであった。鋼Sでは、S量が高く、フック状の割れが発生していた。鋼Tでは、Al量が高く、Al系酸化物が界面に残存したため、界面割れを発生させたものである。

【0028】アップセットバット溶接部の肉やせ性を評価するため、800℃に加熱後空冷し、溶接熱影響部の組織を再現した後、JIS5号引張試験片として引張試験した。原板引張強度からの強度減少代が、70N/mm²以下ならば、リム成形時に肉やせは起こらないとされており、原板引張強度からの強度減少代が70N/mm²以下の場合を○印、70N/mm²超の場合を×印で表3に表示した。本発明鋼の肉やせ性は、非常に優れている。比較例の鋼Uの鋼番26は、Nb量が低いため、溶接熱影響部の軟化が大きい。

【0029】

【表1】

区分	鋼	化 学 成 分 (wt%)										
		C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	Ca	REM
本発明例	A	0.09	0.30	2.17	0.007	0.003	0.018	0.040	0.113	0.0037	—	—
	B	0.07	0.60	2.05	0.007	0.003	0.019	0.041	0.111	0.0038	—	—
	C	0.12	0.19	2.13	0.009	0.003	0.023	0.040	0.122	0.0035	—	—
	D	0.11	0.10	2.07	0.010	0.004	0.017	0.038	0.109	0.0033	—	—
	E	0.08	0.15	2.50	0.009	0.001	0.015	0.038	0.135	0.0044	—	—
	F	0.10	0.33	2.01	0.007	0.003	0.012	0.041	0.106	0.0035	—	—
	G	0.09	0.12	2.10	0.015	0.008	0.021	0.060	0.114	0.0037	—	—
	H	0.09	0.31	2.29	0.009	0.003	0.016	0.025	0.121	0.0037	—	—
	I	0.08	0.22	2.10	0.010	0.002	0.022	0.032	0.150	0.0041	—	—
	J	0.09	0.20	2.04	0.008	0.004	0.017	0.042	0.101	0.0032	—	—
	K	0.10	0.13	2.16	0.007	0.003	0.018	0.034	0.106	0.0035	0.0032	—
	L	0.09	0.29	2.33	0.008	0.003	0.025	0.029	0.120	0.0038	—	0.026
	M	0.16	0.28	1.63	0.020	0.005	0.035	0.036	0.081	0.0035	—	—
	N	0.05	0.21	2.04	0.010	0.004	0.025	0.041	0.078	0.0038	—	—
	O	0.08	1.02	1.62	0.008	0.003	0.024	0.040	0.112	0.0042	—	—
比較例	P	0.10	0.05	2.28	0.015	0.004	0.028	0.039	0.109	0.0040	—	—
	Q	0.10	0.33	1.52	0.017	0.005	0.022	0.036	0.103	0.0039	—	—
	R	0.10	0.32	1.97	0.031	0.010	0.032	0.040	0.114	0.0038	—	—
	S	0.11	0.41	1.82	0.020	0.025	0.025	0.042	0.101	0.0041	—	—
	T	0.08	0.32	2.05	0.015	0.009	0.084	0.041	0.088	0.0048	—	—
	U	0.09	0.15	2.18	0.010	0.003	0.023	0.015	0.133	0.0035	—	—
	V	0.08	0.28	1.65	0.011	0.008	0.018	0.031	0.052	0.0035	—	—
	W	0.08	0.32	2.05	0.015	0.008	0.020	0.040	0.090	0.0042	—	—
	X	0.08	0.30	1.90	0.013	0.008	0.020	0.040	0.120	0.0040	—	—

【0030】

【表2】

区分	No	鋼	加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	巻取温度 (°C)	ミクロ組織	フェライト 平均 粒径 (μm)
本発明例	1	A	1250	880	550	フェライト	4.5
	2	B	1250	890	550	フェライト	4.6
	3	C	1250	870	530	フェライト	4.3
	4	D	1230	880	630	フェライト	4.7
	5	E	1260	860	500	フェライト	4.1
	6	F	1250	850	580	フェライト	4.4
	7	G	1250	880	570	フェライト	4.5
	8	H	1250	870	560	フェライト	4.5
	9	I	1260	860	520	フェライト	4.2
	10	J	1250	850	550	フェライト	4.3
	11	K	1250	880	540	フェライト	4.4
	12	L	1250	860	550	フェライト	4.4
比較例	13	A	1150	880	550	フェライト	4.0
	14	A	1250	780	600	加工フェライト	—
	15	A	1250	930	540	フェライト + インコ	5.2
	16	A	1250	880	450	フェライト + ベーライト	4.8
	17	A	1250	880	680	フェライト + パーライト	6.3
	18	M	1250	890	620	フェライト + パーライト	5.8
	19	N	1250	900	550	フェライト	6.2
	20	O	1250	900	550	フェライト	4.0
	21	P	1250	870	550	フェライト	4.7
	22	Q	1250	880	550	フェライト	4.8
	23	R	1250	870	530	フェライト	4.4
	24	S	1250	870	560	フェライト	4.4
	25	T	1250	880	550	フェライト	4.5
	26	U	1240	890	550	フェライト	4.5
	27	V	1250	880	550	フェライト	6.0
	28	W	1250	880	550	フェライト	4.4
	29	X	1250	880	550	フェライト	4.5

【0031】

【表3】

11
(表2のつづき)

区分	No.	鋼	板厚 (mm)	TS (N/mm ²)	U-E ℓ (%)	TS × U-E ℓ (N/mm ² · %)	曲げ試験 評価	肉やせ性 評価
本発明例	1	A	2.5	814	13.0	10580	○	○
	2	B	2.8	789	14.3	11280	○	○
	3	C	2.8	832	12.2	10150	○	○
	4	D	2.8	795	12.6	10020	○	○
	5	E	2.8	873	11.6	10120	○	○
	6	F	2.8	783	13.6	10780	○	○
	7	G	3.2	817	12.8	10460	○	○
	8	H	3.2	806	13.2	10840	○	○
	9	I	3.2	849	12.0	10190	○	○
	10	J	3.2	808	14.0	11810	○	○
	11	K	2.4	787	13.0	10230	○	○
	12	L	2.4	803	12.6	10120	○	○
比較例	13	A	2.5	715	14.0	10010	○	○
	14	A	2.5	842	7.0	5890	×	○
	15	A	2.5	826	9.3	7680	×	○
	16	A	2.5	832	8.7	7240	×	○
	17	A	2.5	744	12.1	9000	○	○
	18	M	2.8	820	9.5	7790	×	○
	19	N	2.8	755	13.0	9810	○	○
	20	O	2.8	806	13.1	10560	×	○
	21	P	2.8	792	13.0	10300	×	○
	22	Q	2.8	718	14.0	10050	○	○
	23	R	2.8	795	9.0	7150	×	○
	24	S	2.8	790	8.5	6710	×	○
	25	T	2.8	820	10.0	8200	×	○
	26	U	2.8	834	12.1	10090	○	×
	27	V	2.8	639	14.2	9070	○	○
	28	W	2.8	821	10.5	8620	○	○
	29	X	2.8	815	10.9	8880	○	○

【0032】

【発明の効果】以上のように、本発明鋼は、従来困難であった780 N/mm²級のホイールリム素材として極めて優れた溶接接合面特性、肉やせ性を有しており、ホイールリムの高強度化に大きく貢献するものである。また、本発明鋼は、ホイールリム同様、アップセットバット溶接し、その後加工を施す部品の高強度化にも貢献す

30

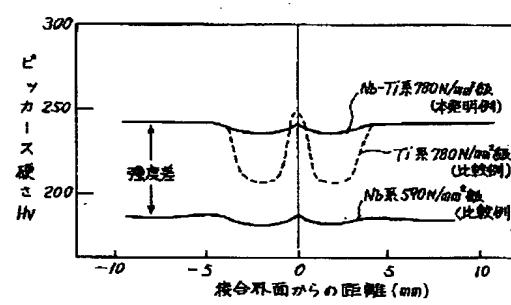
るものである。

【図面の簡単な説明】

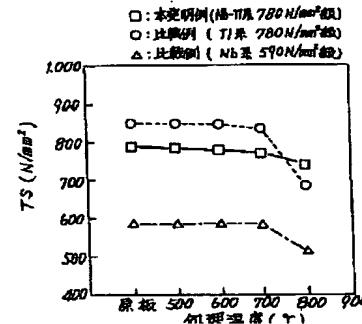
【図1】アップセットバット溶接部の横断面の硬さ分布を示した図である。

【図2】アップセットバット溶接部の硬さ変化を再現するため、熱処理温度を変えて引張試験をし、熱処理温度と引張強さ TS の関係を示した図である。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 水井 正也
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72)発明者 杉 浩司
山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵
株式会社光製鐵所内

(72)発明者 宮崎 康信
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

This Page is inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT OR DRAWING
- BLURED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- GRAY SCALE DOCUMENTS
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- REPERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.
As rescanning documents *will not* correct images problems checked, please do not report the problems to the IFW Image Problem Mailbox